

(B)

## PATENT ABSTRACTS OF JAPAN

(11)Publication number : 2001-303178

(43)Date of publication of application : 31.10.2001

(51)Int.Cl.

C22C 38/00  
 C21D 9/46  
 C22C 38/06  
 C22C 38/38  
 C23C 2/02  
 C23C 2/06  
 C23C 2/28  
 C23C 2/40

(21)Application number : 2000-119286

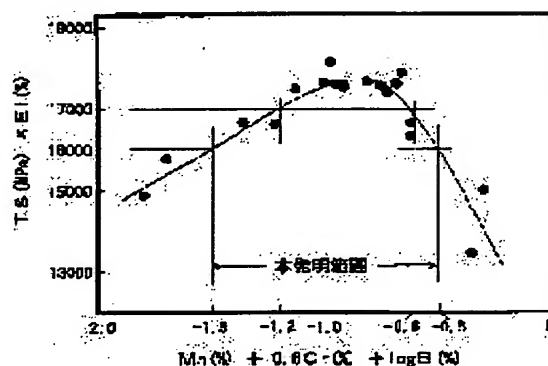
(71)Applicant : SUMITOMO METAL IND LTD

(22)Date of filing : 20.04.2000

(72)Inventor : KOJIMA HIROTATSU  
 MIZUI NAOMITSU**(54) HIGH TENSION GALVANIZED STEEL SHEET EXCELLENT IN FORMABILITY AND ITS PRODUCING METHOD****(57)Abstract:**

**PROBLEM TO BE SOLVED:** To produce a high tension galvanized steel sheet excellent in ductility and profitability and to provide its the producing method.

**SOLUTION:** The base material for this high tension galvanized steel sheet has a chemical composition consisting of 0.04–0.12% C, 0–0.60% Si, 0.3–2.5% Mn, 0–2.0% Cr, 0–0.005% P,  $\leq 0.015\%$  S, 0.005–0.10% sol.Al, 0.0003–0.0040% B,  $\leq 0.0050\%$  N and  $-1.50 \leq \text{Mn} + 0.6 \times \text{Cr} + \log \text{B} \leq -0.50$ , and 5–25 vol.% martensite and the balance ferrite in the crystal structure, and further, 0.01–0.04% one or more kinds among Ti, Nb and V and  $\leq 0.04\%$  of their total. The above steel sheet can be produced by holding the cold-rolled steel sheet having the above chemical composition at 780–850° C for 20–90 sec and then cooling the steel sheet to at least 500° C during 2–30° C/sec followed by galvanizing.

**LEGAL STATUS**

[Date of request for examination]

[Date of sending the examiner's decision of rejection]

[Kind of final disposal of application other than the examiner's decision of rejection or application converted registration]

[Date of final disposal for application]

[Patent number]

(19) 日本国特許庁 (J P)

## (12) 公開特許公報 (A)

(11) 特許出願公開番号

特開2001-303178

(P2001-303178A)

(43) 公開日 平成13年10月31日 (2001. 10. 31)

(51) Int.Cl. <sup>7</sup>	識別記号	F I	テマコード <sup>*</sup> (参考)
C 2 2 C 38/00	3 0 1	C 2 2 C 38/00	3 0 1 T 4 K 0 2 7
C 2 1 D 9/46		C 2 1 D 9/46	J 4 K 0 3 7
C 2 2 C 38/06		C 2 2 C 38/06	
38/38		38/38	
C 2 3 C 2/02		C 2 3 C 2/02	

審査請求 未請求 請求項の数 5 O L (全 9 頁) 最終頁に続く

(21) 出願番号 特願2000-119286(P2000-119286)

(22) 出願日 平成12年4月20日 (2000. 4. 20)

(71) 出願人 000002118

住友金属工業株式会社

大阪府大阪市中央区北浜4丁目5番33号

(72) 発明者 小嶋 啓達

大阪府大阪市中央区北浜4丁目5番33号

住友金属工業株式会社内

(72) 発明者 水井 直光

大阪府大阪市中央区北浜4丁目5番33号

住友金属工業株式会社内

(74) 代理人 100081352

弁理士 広瀬 章一

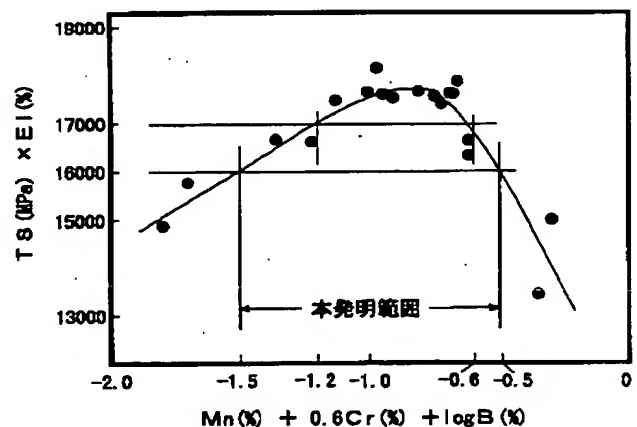
最終頁に続く

(54) 【発明の名称】 成形性に優れた高張力溶融亜鉛系めっき鋼板およびその製造方法

## (57) 【要約】

【課題】 延性に優れ、かつ経済性を兼ね備えた高張力溶融亜鉛系めっき鋼板およびその製造方法を提供する。

【解決手段】 母材の化学組成が質量%でC:0.04~0.12%、Si:0~0.60%、Mn:0.3~2.5%、Cr:0~2.0%、P:0~0.050%、S≤0.015%、sol. Al:0.005~0.10%、B:0.0003~0.0040%、N≤0.0050%以下、かつ、 $-1.50 \leq \text{Mn} + 0.6 \times \text{Cr} + \log B \leq -0.50$ を含有し、その結晶組織が5~25体積%のマルテンサイト、残部がフェライトからなる高張力溶融亜鉛系めっき鋼板。さらにTi、Nb、Vの内の1種以上を、それぞれ0.01~0.04%以下、かつ合計で0.04%以下含有する上記鋼板。上記鋼板は上記化学成分を有する冷延板を780~850℃で20~90秒間保持した後、少なくとも500℃までの間を3~20℃/秒で冷却した後溶融めっきして製造するのがよい。



## 【特許請求の範囲】

【請求項1】 母材の少なくとも片面に熔融亜鉛系めっき皮膜を備えためっき鋼板であって、母材の化学組成が質量%で、C:0.04~0.12%、Mn:0.3~2.5%、sol. Al:0.005~0.10%、B:0.0003~0.0040%を含有し、かつ、 $Mn(\%) + \log B(\%)$  で計算される値が-1.50以上、-0.50以下になるようにMnおよびBの含有量が調整され、残部がFeおよび不可避的不純物からなり、その結晶組織が体積%で5~25%のマルテンサイト

を有し、残部が実質的にフェライトからなるものであることを特徴とする成形性に優れた高張力熔融亜鉛系めっき鋼板。

【請求項2】 母材の少なくとも片面に熔融亜鉛系めっき皮膜を備えた亜鉛系めっき鋼板であって、母材の化学組成が質量%で、C:0.04~0.12%、Mn:0.3~2.5%、Cr:0.2~2.0%、sol. Al:0.005~0.10%、B:0.0003~0.0040%を含有し、かつ、 $Mn(\%) + 0.6 \times Cr(\%) + \log B(\%)$  で計算される値が-1.50以上、-0.50以下になるようにMn、CrおよびBの含有量が調整され、残部がFeおよび不可避的不純物からなり、その結晶組織が体積%で5~25%のマルテンサイトを有し、残部が実質的にフェライトからなるものであることを特徴とする成形性に優れた高張力熔融亜鉛系めっき鋼板。

【請求項3】 母材の化学組成がさらに質量%で、Si:0.15~0.60%およびP:0.025~0.050%からなる群の内の1種または2種を含有するものであることを特徴とする請求項1または2に記載の成形性に優れた高張力熔融亜鉛系めっき鋼板。

【請求項4】 母材の化学組成がさらに質量%で、Ti、NbおよびVからなる群の内の1種または2種以上を、それぞれ0.01%以上、0.04%以下、合計で0.04%以下含有するものであることを特徴とする請求項1~3のいずれかに記載の成形性に優れた高張力熔融亜鉛系めっき鋼板。

【請求項5】 請求項1~4のいずれかに記載の化学成分を有する鋼を熱間圧延し、次いで冷間圧延して得た冷延板を、780~850℃で20~90秒間保持した後、少なくとも550℃までを3~20℃/秒の冷却速度で冷却した後、熔融亜鉛系めっきを施すことを特徴とする成形性に優れた高張力熔融亜鉛系めっき鋼板の製造方法。

## 【発明の詳細な説明】

## 【0001】

【発明の属する技術分野】 本発明は自動車の構造部品などに好適な成形性に優れた高張力熔融亜鉛系めっき鋼板およびその製造方法に関する。

## 【0002】

【従来の技術】 近年、自動車の車体強度向上と走行時の燃料消費率改善を両立させるために自動車車体部品への高張力鋼板の適用が推進されている。一般に鋼の延性などで代表される成形性は高張力化に伴い低下する傾向があり、鋼の高張力化に伴ってプレス加工が困難になる。特に鋼の引張強さが500MPaを超える領域では上記傾向が著しい。このため、成形性の優れた高張力鋼板が必要となっており、自動車車体部品には優れた防錆性も必要とされることから、優れた成形性と防錆性を兼ね備えた高張力鋼板が望まれている。

【0003】 結晶組織が軟質なフェライトと硬質なマルテンサイトからなる2相組織を備えた鋼板は、高張力化しても延性劣化が少なく、降伏比が小さいので成形品の形状精度もよいという特長を有することが知られている。このような2相組織鋼板は、適度にCを含有した鋼をフェライト( $\alpha$ ) + オーステナイト( $\gamma$ ) からなる2相共存域に急速加熱し、短時間保持してオーステナイト中にCを濃縮させた後、急速冷却して低温でオーステナイトをマルテンサイト変態させることで得られる。急速加熱と急速冷却が容易な連続焼鈍方法によればこのような2相組織を備えた冷間圧延の製造は容易である。

【0004】 しかしながら2相組織を備えた熔融亜鉛めっき鋼板は、冷間圧延鋼板の場合に比較すると製造が困難になる。それは、熔融めっきが460℃前後の温度でおこなわれること、めっき後に合金化処理を施す場合には560℃前後に再加熱する合金化処理が施されること、などにより冷間圧延鋼板製造時のような急速冷却が困難なためである。

【0005】 2相組織を備えた熔融亜鉛めっき鋼板の製造方法として、例えば特開昭55-100935号公報には、質量% (以下、化学組成を表す%表示は質量%を意味する) で、C:0.20%以下、Si:0.60%以下、Mn:3.5%以下を含有し、かつ $Mn(\%) + Si(\%) \geq 2.3(\%)$  の関係を満足する化学組成を備えた鋼を、連続溶融めっきラインにて合金化熔融亜鉛めっきすると共に、めっき槽と合金化炉との間で鋼板をMs点以上の温度に保持することを特徴とする形状性に優れた高張力亜鉛めっき鋼板の製造方法が開示されている。

【0006】 しかしながら上記方法では、良好な2相組織を得るために鋼のMnとSiの合計含有量を2.3%以上に高くするため、溶融めっきの付着性がよくないうえ、合金化処理性がよくないために生産性が低く、かつ高価な合金を多用するためにコストも高い、という問題があった。

【0007】 また、特開平11-279691号公報には、C:0.05~0.15%、Si:0.3~1.5%、Mn:1.5~2.8%を含有し、 $Mn \geq 1.5C$  かつ $Si \geq 4C$  の関係を満足する化学組成を備えた高張力合金化熔融亜鉛めっき鋼板およびその製造方法が開示さ

れている。

【0008】上記鋼板でも、3～20体積%のマルテンサイトおよび残留オーステナイトを有する組織とするためにSiとMnを大量に含有させる必要があり、溶融めっき性や合金化処理性がよくないうえ、コストも高いという問題があった。

【0009】以上述べたように、自動車車体部品などに好適な成形性に優れた高張力溶融亜鉛系めっき鋼板は未だ改善の余地がある。

【0010】

【発明が解決しようとする課題】本発明の目的は上記したような問題点を解決し、延性に優れ、かつ経済性を兼ね備えた高張力溶融亜鉛系めっき鋼板、特に引張強さが500MPaを超える領域の高張力鋼板とその製造方法を提供することにある。

【0011】

【課題を解決するための手段】本発明者らは前記課題を解決すべく、母材鋼板を焼鈍し、溶融めっきし、その後合金化処理する合金化溶融亜鉛めっき鋼板の各製造工程におけるオーステナイトの安定性と化学組成との関係について研究を重ねた結果、Mn、BおよびCr含有量を特定の範囲とした鋼を焼鈍し、特定の条件で冷却して溶融めっきすることにより、母材の結晶組織が軟質なフェライトと適度の体積率の硬質なマルテンサイトを有するものとなり、成形性に優れた高張力鋼板が得られることを見出した。

【0012】本発明は、これらの知見を基にして完成されたものであり、その要旨は下記(1)～(4)に記載の成形性に優れた高張力溶融亜鉛系めっき薄鋼板、および(5)に記載のその製造方法にある。

【0013】(1)母材の少なくとも片面に溶融亜鉛系めっき皮膜を備えためっき鋼板であって、母材の化学組成が質量%で、C:0.04～0.12%、Mn:0.3～2.5%、sol. Al:0.005～0.10%、B:0.0003～0.0040%を含有し、かつ、 $Mn(\%) + \log B(\%)$ で計算される値が-1.50以上、-0.50以下になるようにMnおよびBの含有量が調整され、残部がFeおよび不可避免の不純物からなり、その結晶組織が体積%で5～25%のマルテンサイトを有し、残部が実質的にフェライトからなるものであることを特徴とする成形性に優れた高張力溶融亜鉛系めっき鋼板。

【0014】(2)母材の少なくとも片面に溶融亜鉛系めっき皮膜を備えた亜鉛系めっき鋼板であって、母材の化学組成が質量%で、C:0.04～0.12%、Mn:0.3～2.5%、Cr:0.2～2.0%、sol. Al:0.005～0.10%、B:0.0003～0.0040%を含有し、かつ、 $Mn(\%) + 0.6 \times Cr(\%) + \log B(\%)$ で計算される値が-1.50以上、-0.50以下になるようにMn、Crおよ

びBの含有量が調整され、残部がFeおよび不可避免の不純物からなり、その結晶組織が体積%で5～25%のマルテンサイトを有し、残部が実質的にフェライトからなるものであることを特徴とする成形性に優れた高張力溶融亜鉛系めっき鋼板。

【0015】(3)母材の化学組成がさらに質量%で、Si:0.15～0.60%およびP:0.025～0.050%からなる群の内の1種または2種を含有するものであることを特徴とする上記(1)または(2)に記載の成形性に優れた高張力溶融亜鉛系めっき鋼板。

【0016】(4)母材の化学組成がさらに質量%で、Ti、NbおよびVからなる群の内の1種または2種以上を、それぞれ0.01%以上、0.04%以下、合計で0.04%以下含有するものであることを特徴とする上記(1)～(3)のいずれかに記載の成形性に優れた高張力溶融亜鉛系めっき鋼板。

【0017】(5)上記(1)～(4)のいずれかに記載の化学成分を有する鋼を熱間圧延し、次いで冷間圧延して得た冷延板を、780～850℃で20～90秒間保持した後、少なくとも550℃までを3～20℃/秒の冷却速度で冷却した後、溶融亜鉛系めっきを施すことを特徴とする成形性に優れた高張力溶融亜鉛系めっき鋼板の製造方法。

【0018】

【発明の実施の形態】本発明の実施の形態を詳細に述べる。

母材の化学組成；

C：鋼の焼き入れ性を向上させ、マルテンサイト形成を促進して鋼の強度を高める作用がある。本発明では上記作用を利用して鋼の強度を高めるためにCを0.04%以上含有させる。C含有量を高くしすぎると鋼の強度が高くなりすぎ、成形性が損なわれて加工用途に適さなくなる。したがってC含有量は0.12%以下とする。好ましくは0.10%未満である。

【0019】Si：必須元素ではないが、Siを含有させることにより、フェライトを固溶強化して鋼の強度を高めたり、第2相(マルテンサイト)との間の硬度差を減少させて疲労特性を向上させるなどの効果が得られる。従ってこれらの効果を得るためにSiを含有させても構わない。その場合には0.15%以上含有させるのがよい。しかしながら、過度にSiを含有させると、めっきの濡れ性が低下してめっきが発生するうえ、合金化処理性が悪くなり生産性を損なう。このような不都合を避けるためにSiを含有させる場合でもその上限は0.60%とする。好ましくは0.40%以下、さらに好ましくは0.30%以下である。

【0020】Mn：本発明では、高張力鋼板でありながら良好な延性を備えた鋼板とするために、鋼の結晶組織を軟質なフェライトと硬質なマルテンサイトからなる2相組織とすることが極めて重要である。

【0021】Mnを含有させると鋼のAc3点が低下して焼鈍均熱中のオーステナイトの確保が容易となるので、パーライトの析出抑制とMs点（マルテンサイト変態開始温度）を低める効果が得られる。

【0022】さらにSと結合してMnSを形成し、Sによる熱間延性の劣化を防ぐ効果や、フェライトに固溶してこれを硬化することにより、鋼の強度を高める作用もある。このような効果を確保するためにMnは0.30%以上含有させる。Ms点を低くする観点から、好ましくは1.0%以上含有させる。

【0023】しかしながらMn含有量が2.5%を超えると鋼板表面の酸化物が増し、めっき性が劣化してめっきなどが発生するおそれがあるうえ、鋼の強度が高くなりすぎ、かつ製造コストが高くなる。これを避けるためにMn含有量は2.5%以下とする。好ましくは2.0%以下である。

【0024】B：鋼のフェライト変態を抑制して鋼の焼き入れ性を高める作用があり、Bを含有させることにより、冷却速度が比較的小さい場合でもオーステナイトを低温域まで安定にし硬質なマルテンサイトを得ることができる。この効果を得るためにBを0.0003%以上含有させる。他方、B含有量が0.0040%を超えると鉄-ボロン化合物が析出し、上記焼き入れ性向上効果が期待できなくなるうえ、鋼の延性を阻害する。これを避けるためにB含有量は0.0040%以下とする。

【0025】CrもMnと同様にMs点を低めマルテンサイトを得るのに有効な元素であるが、Mnに比較すると鋼のAc3点を低くする作用が小さく、マルテンサイトをもたらす効果はMnに比較すると小さい。しかしながらCrはMnに比較すると鋼の固溶強化能が小さいという特徴があるので、Crを含有させることにより、降伏比が小さく成形性のよい高強度鋼板を得るのに好適である。従ってこれらの効果を得るためにCrを含有させても構わない。含有させる場合には0.20%以上とするのがよい。Cr含有量が過剰になると溶融めっき性が損なわれるので、含有させる場合でも2.0%以下とする。

【0026】Mn、BおよびCr：これらの元素には上述したように鋼の焼き入れ性を高める作用があり、それぞれの元素が有する上記作用の強さに応じてその含有割合を決定することにより、連続式溶融めっきのように、 $\alpha + \gamma$  2相温度域で焼鈍した後の冷却速度を緩冷却とせざるをえない場合であっても、硬質なマルテンサイトを確保することができる。

【0027】鋼のAc3点低下とMs点低下に対するCrの効果を合算すると、Mnの0.6倍であり、また、Bの焼き入れ性向上効果はその含有量に対して指数関数的に作用する。従ってこれらの元素の効果は、 $X = Mn(\%) + 0.6 \times Cr(\%) + \log B(\%)$  とした場合のXの値で整理することができる。

【0028】図1は表1に記載した種々の化学組成を有する冷間圧延鋼板を $\alpha + \gamma$  2相温度域に加熱し焼鈍した後、一定の冷却速度で470℃まで冷却して溶融めっきし、550℃に再加熱して合金化処理して得られためっき鋼板の延性とX値との関係を示すグラフである。ここでは引張強さが異なる鋼の延性良否を判断するために、鋼の延性を引張強さ(MPa)と全伸び(%)の積(以下、強度延性バランスまたは $TS \times El$ と記す)で評価した。

10 【0029】図1に示すように、強度延性バランスが良好な鋼を得るにはXを特定範囲に限定する必要がある。複雑形状の部品の成形において良好な成形結果を得るには、強度延性バランスが16000以上である鋼板を用いるのが望ましいが、これを得るにはXを-1.50以上、-0.50以下とする必要がある。さらに優れた成形結果を得るには強度延性バランスが17000以上である鋼板を用いるのが望ましいが、これを得るにはXを-1.20以上、-0.50以下とするのがよい。

20 【0030】P：必須元素ではないが、Pはフェライトを硬くして鋼板の強度を高める作用があるので鋼の高強度化のために含有させても構わない。安価に鋼の強度を高めるには、Pを0.025%以上含有させるのがよい。他方、Pは垂鉛めっき相の合金化反応を遅くし、合金化処理時の能率を低下させて生産性を阻害するため、Pを含有させる場合でもその上限は0.050%とする。好ましくは0.040%以下である。

30 【0031】sol. Al：Alは鋼を脱酸し健全な鋼を得るのに有用な元素である。また熱間圧延後にNを固定し、鋼中のBがBNとして消費されるのを抑制する効果が得られる。これらの効果を得るためにAlをsol. Alとして0.01%以上含有させる。一方、Alを過剰に含有させると介在物が増加し、延性が劣化するので、sol. Al含有量は0.10%以下とする。

【0032】Ti、NbおよびV：これらの元素は安価に鋼板強度を高め、溶接性を向上させる作用があるので含有させても構わない。含有させる場合には、Ti、NbおよびVからなる群の内の1種または2種以上を、それぞれ0.01%以上、0.04%以下、合計で0.04%以下含有させるのがよい。

40 【0033】残部は実質的にFeおよび不可避的不純物からなる。不可避的不純物の中でもSはMnと結合してMnSとして析出し鋼の延性を劣化させるのでS含有量は0.015%以下とするのが望ましい。また、NはBNとして析出するためN含有量が増すと固溶Bが減少し、Bによる焼き入れ性向上効果が低減する。これを避けるためにN含有量は0.0050%以下とするのが望ましい。

50 【0034】本発明の鋼板の母材は、上記化学組成に加えて、体積%で5~25%のマルテンサイトを有し、残部が実質的にフェライトからなる2相組織からなる結晶

組織を有する。

【0035】母材のマルテンサイト比率が5体積%に満たない場合にはパーライトなどの第3相の比率が増し、目的とする良好な強度延性バランスが得られない。マルテンサイト比率が25体積%を超えると軟質なフェライトが少なくなり、鋼の強度が高くなりすぎるとともに、目的とする良好な強度延性バランスが得られない。

【0036】結晶組織の「残部が実質的にフェライトからなる」とは、ベイナイトやパーライトなどの第3相は少ない程よいのであるが、その比率が10体積%以下であれば、本発明の目的達成の支障にはならないので、10体積%以下の第3相が含有されても構わないことを意味する。これらの第3相はマルテンサイトよりも軟質であるために鋼板が塑性変形する際の転位の増殖基点とならないため、10体積%を超えて多くなると加工硬化率が小さくなり、良好な強度延性バランスが得られない。

【0037】本発明の高張力溶融亜鉛めっき鋼板は、上記化学組成と結晶組織とを有する母材の少なくとも片面に溶融亜鉛めっき皮膜を備える。めっき皮膜の種類は特に限定するものではなく、公知の溶融亜鉛めっきやFe-Zn合金化溶融亜鉛めっき、あるいはそれぞれ0.60%以下のAl、Pb、Sb、Mgなどの合金元素を含有するZn系めっき皮膜が適用できる。

【0038】めっき付着量は特に限定するものではないが、厚くしすぎると加工性と経済性を損なうので片面あたりで100g/m<sup>2</sup>以下とするのがよい。薄目付けは製造が困難なため、下限は15g/m<sup>2</sup>以上とするのがよい。めっき皮膜の上には、耐食性向上などの目的で、クロメート処理など、公知の後処理を施しても構わない。

【0039】本発明の成形性に優れた高張力溶融亜鉛めっき鋼板は以下の方法で製造するのが好適である。すなわち、上記化学組成を有する鋼（スラブ）を常法により熱間圧延して熱延板とし、これを酸洗した後、所定の厚さに冷間圧延し、次いで780～850℃で20～90秒間保持する再結晶焼鈍を施した後、少なくとも500℃までの温度範囲を3～20℃/秒の冷却速度で冷却し、その後溶融亜鉛めっき槽に浸漬して公知の方法により溶融めっきする。溶融めっき後に480～560℃に加熱して合金化処理を施すのもよい。

【0040】熱間圧延は公知の方法でおこなえばよい。すなわち、熱間圧延前のスラブは、加熱してもよいし、熱間圧延が可能であれば加熱しなくても構わない。また、仕上圧延温度を確保するために粗圧延と仕上圧延の間で加熱手段を用いて鋼を加熱しても構わない。熱間圧延温度は任意であるが好ましくは仕上温度をAr3点以上とするのがよい。

【0041】熱間圧延後の巻取温度が低すぎるとベイナイトもしくはマルテンサイトの体積率が増加して熱延板が硬くなり冷間圧延が困難になるので、巻取温度は45

0℃以上とするのがよい。巻取温度が650℃を超えると、鋼板表面のスケールが厚くなり酸洗効率が損なわれるので、巻取温度は650℃以下とするのが望ましい。

【0042】冷間圧延は公知の方法でおこなえばよい。しかしながら圧延率を過度に大きくすると、鋼板内のフェライトと、セメンタイト等との界面で微細なボイドが多数発生し、焼鈍後の延性を劣化させる。また、圧下率が過度に小さいと生産能力が低下する。したがって、冷間圧延時の圧延率は50%以上、75%以下とするのが望ましい。

【0043】冷間圧延した鋼板は冷間圧延組織を完全に再結晶させるために、780℃以上850℃以下の焼鈍温度で20秒間以上、90秒間以下均熱保持する再結晶焼鈍をおこなう。その理由は、焼鈍温度が780℃に満たない場合には均熱状態でのオーステナイトの比率が小さくなり、最終製品でのマルテンサイト比率が確保できず、焼鈍時間が20秒間に満たない場合には再結晶が不十分になるからである。焼鈍温度が850℃を超えるか、焼鈍時間が90秒を超える場合には、オーステナイト粒が成長して鋼板の延性が劣化する。

【0044】焼鈍後は、パーライトの析出を抑制し、かつ、オーステナイトの体積率を確保するために、少なくとも550℃に達するまでは3～20℃/秒の冷却速度で冷却する。この間の冷却速度が3℃/秒に満たない場合には、冷却途中でパーライトが析出し、最終組織がフェライト、マルテンサイト、パーライトを含む複合組織となるため、延性が劣化する。逆に、この間の冷却速度が20℃/秒を超える場合には、フェライト変態があまり進行せず、オーステナイト体積率が多いまま冷却されるため、最終製品のマルテンサイト体積率が多くなりすぎ延性が劣化する。550℃以下の温度領域ではパーライトの析出ノーズから外れるため、3℃/秒に満たない冷却速度、あるいは低温保持などの処理をおこなっても構わない。

【0045】焼鈍後の冷却は鋼板温度が450℃よりも低くならない範囲で終了するのがよい。これは冷却終点温度がMs点を下回ると溶融めっき前にオーステナイトがマルテンサイトに変態し、溶融めっきあるいは合金化処理時にこのマルテンサイトが焼戻されて軟質化するために鋼の降伏比が上昇し、成形性が損なわれるからである。また、冷却終点温度がめっき浴温度よりも大幅に低くなるとめっき浴に浸漬する前に再加熱が必要となるので経済性も損なわれる。

【0046】溶融めっき方法は特に限定するものではなく、常法によりおこなえばよい。めっき付着量はガスワイピング法などの公知の方法で調整すればよい。溶融めっき後は常法により常温まで冷却して溶融亜鉛めっき鋼板としてもよいし、さらに合金化処理を施しても構わない。合金化処理する場合の合金化処理温度は480℃以上、560℃以下とするのがよい。合金化温度が560

℃を超える場合には、合金化が過度に進行するために加工時にめっき層の密着性（耐パウダリング性）が低下し、合金化温度が480℃に満たない場合には合金化が不十分なため、めっき層表面での摺動性が低下し、成形性が損なわれることがあるからである。

【0047】溶融亜鉛系めっき鋼板あるいはその合金化処理鋼板には、鋼板の平坦矯正やめっき層の表面粗度調整などのために、常法により調質圧延を施しても構わない。ただし、本発明のフェライトとマルテンサイトからなる複合組織鋼板は、低降伏比であるためスプリングバックが小さい利点をもつが、調質圧延時の圧延率を高くしすぎると降伏比が高くなり、上記利点が損なわれるので、調質圧延時の圧延率は小さくするのがよい。

【0048】

【実施例】（実施例1）種々の化学組成を有する鋼を実験室にて溶解し、鑄造して得た鋳片を950℃以上で熱間鍛造して厚さ20mmの鋼片を得た。これらの鋼片を1250℃に加熱して30分間保持し、仕上温度を850℃とする熱間圧延を施した、500℃まで冷却し、500℃に保持した熱処理炉中で30分間保持した後、炉内冷却して厚さ4mmの熱延板を得た。上記熱処理炉での保持と冷却は実際の製造ラインでの巻取り工程を模擬したものである。得られた熱延板を酸洗した後、圧下率

を70%とする冷間圧延を施し、厚さ1.2mmの冷延板を得た。これらの冷延板から得た幅：70mm、長さ：200mmの試験片を、溶融亜鉛めっきシミュレーターを用いて、10℃/秒の加熱速度で800℃に加熱し、その温度で60秒間保持した後、8℃/秒の冷却速度で470℃まで冷却し、460℃の溶融亜鉛めっき浴に浸漬して溶融めっきし、その後10℃/秒の加熱速度で550℃に加熱し、5秒間保持した後、10℃/秒の冷却速度で室温まで冷却して合金化溶融亜鉛めっき鋼板を得た。

【0049】得られた合金化溶融亜鉛めっき鋼板に、伸び率を0.5%とする調質圧延を施した後、結晶組織の観察と圧延方向に採取したJIS5号試験片による引張試験とをおこなった。マルテンサイト体積率は圧延方向断面をナイトール液で腐食した検査面を走査電子顕微鏡で撮影し、マルテンサイトの面積率を測定して体積率を求めた。引張試験結果については強度伸びバランスも計算した。

【0050】第1表に鋼の化学組成と上記試験結果を示す。

【0051】

【表1】



番 号	化学組成 (質量%、残部: Fe および不可避免的不純物)										結晶組織 (体積%)			YS (MPa)	TS (MPa)	EL (%)	TS*EL
	C	Si	Mn	P	S	Cr	B	sol. Al	N	X	フェライト	パーライト	他				
1	0.069	—	2.2	0.014	0.003	—	0.0007	0.041	0.0038	-0.95	80	14	6	310	638	27.6	17610
2	0.071	—	2.2	0.016	0.004	—	0.0015	0.048	0.0041	-0.62	75	17	8	346	626	26.1	16340
3	0.068	—	1.8	0.018	0.005	—	0.0032	0.044	0.0025	-0.69	80	16	4	352	664	26.6	17660
4	0.068	—	1.7	0.019	0.004	—	0.0012	0.040	0.0027	-1.22	81	12	7	319	611	27.2	16620
5	0.072	—	1.5	0.022	0.003	—	0.0034	0.042	0.0043	-0.97	79	16	5	331	652	27.8	18130
6	0.069	—	1.2	0.024	0.005	0.6	0.0012	0.031	0.0022	-1.36	82	13	5	258	604	27.6	16670
7	0.073	—	1.1	0.018	0.004	0.9	0.0017	0.057	0.0035	-1.13	80	14	6	285	629	27.8	17490
8	0.068	—	1.3	0.024	0.005	1.3	0.0013	0.042	0.0044	-0.81	81	14	5	281	644	27.4	17650
9	0.095	0.37	1.8	0.021	0.007	0.5	0.0014	0.041	0.0031	-0.75	75	23	2	441	841	20.9	17580
10	0.071	0.52	2.0	0.027	0.005	0.4	0.0011	0.061	0.0044	-0.72	77	19	4	352	671	25.9	17380
11	0.069	—	1.9	0.034	0.003	0.4	0.0007	0.042	0.0038	-1.01	77	18	5	316	658	26.8	17630
12	0.068	—	1.9	0.020	0.004	—	0.0002	0.034	0.0034	-1.80	82	4	14	296	570	26.1	14880
13	0.071	—	2.0	0.024	0.003	—	0.0045	0.039	0.0031	-0.35	73	22	5	472	781	17.2	13430
14	0.072	—	1.6	0.017	0.004	—	0.0005	0.047	0.0042	-1.70	81	3	16	320	562	28.1	15790
15	0.069	—	1.6	0.021	0.004	—	0.0055	0.051	0.0034	-0.66	77	18	5	326	679	22.9	15550
16	0.070	—	1.1	0.016	0.004	2.1	0.0022	0.044	0.0037	-0.30	72	22	6	409	746	20.1	14990
17	0.034	—	1.9	0.018	0.006	0.4	0.0009	0.037	0.0042	-0.91	84	4	12	225	402	43.6	17530
18	0.131	—	2.0	0.019	0.005	0.3	0.0016	0.055	0.0029	-0.62	65	33	2	641	1096	12.1	13260
19	0.068	0.67	1.8	0.023	0.004	0.5	0.0019	0.059	0.0027	-0.62	79	17	4	379	689	24.1	16610

注 X = Mn + 0.6 × Cr + log B

表1に示されているように、本発明の規定する化学組成と結晶組織を有する鋼は良好なめっき皮膜と500MPaを超える引張強さを備え、かつ強度延性バランスがTS×ELで16000 (MPa・%)以上の優れた成形性を備えたものであった。

【0052】これに対し、鋼12はB含有量とX値が本

発明が規定する範囲外であったために結晶組織においてパーライトが析出しており、強度延性バランスが小さかった。鋼13はX値が本発明が規定する上限を超えており、引張強さは高いが伸びが小さく強度延性バランスがよくなかった。鋼14はX値が本発明が規定する範囲よりも小さいため、鋼12と同様強度延性バランスが低か



った。鋼15はB含有量が過剰であり、強度延性バランスがよくなかったうえ製造コストが高かった。鋼16はCrが過剰であるうえ、X値が本発明が規定する範囲よりも大きく、強度延性バランスが小さかった。鋼17はC含有量が本発明が規定する下限値よりも小さく、製品のマルテンサイト量が少なく、500MPaを超える引張強さが得られなかった。鋼18はC含有量が多すぎるため引張強さが非常に高くなり、プレス成形用途には適さなかった。鋼19はSi含有量が高すぎたためにめっきが発生した。

【0053】（実施例2）表1の番号6に記載の化学組成を有する鋼を実施例1に記載したのと同様の条件で熱間圧延し、酸洗し、冷間圧延して、厚さが1.2mmの冷延板を得た。上記冷延板から得た幅：70mm、長 \*

\*さ：200mmの試験片を、熔融亜鉛めっきシミュレーターを用いて、種々の焼鈍温度で60秒間保持する再結晶焼鈍を施した後、種々の冷却速度で470℃まで冷却し、460℃のめっき浴に浸漬して熔融めっきを施した。また、一部の鋼板についてはその後10℃/秒の加熱速度で550℃に加熱し、5秒間保持した後、10℃/秒の冷却速度で室温まで冷却する合金化処理を施した。得られた鋼板には伸び率：0.5%の調質圧延を施した後、実施例1に記載したのと同様の方法で引張試験と結晶組織観察をおこなった。

【0054】表2に鋼の化学組成と上記試験結果を示す。

【0055】

【表2】

試番	焼鈍温度 (℃)	冷却速度 (℃/秒)	合金化処理 有無	結晶組織(体積%)			YS (MPa)	TS (MPa)	EL (%)	TS*EL
				フェライト	マルテンサイト	他				
21	800	5	有	81	15	4	323	632	25.8	16310
22	800	5	無	81	14	5	333	625	26.8	16750
23	800	15	有	79	17	4	309	642	28.3	18170
24	820	5	無	78	16	6	338	641	25.7	16470
25	820	15	無	79	16	5	314	649	27.5	17850
26	800	35	有	77	21	2	337	724	21.1	15280
27	800	1	有	74	3	23	418	571	25.5	14560
28	770	5	有	96	2	2	365	489	30.1	14720
29	880	5	有	80	14	6	316	627	23.7	14860

表2、試番21～25の結果に示されているように、再結晶焼鈍条件および冷却条件が本発明が規定する範囲であったものは良好なめっき皮膜と500MPaを超える引張強さを備え、かつ強度延性バランスがTS×ELで16000(MPa・%)以上の優れた成形性を備えたものであった。

【0056】これに対し、均熱温度が低すぎた試番28は引張強さが500MPaに満たなかった。焼鈍温度が高すぎた試番29、焼鈍後の冷却速度が小さすぎた試番27および焼鈍後の冷却速度が大きすぎた試番26はいずれも強度延性バランスがよくなかった。

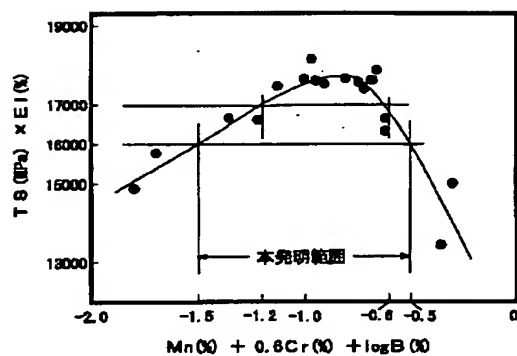
【0057】

【発明の効果】本発明の高張力鋼板は、優れた強度延性バランスを備えているので、特に複雑な形状に加工される自動車の構造部品などに極めて好適である。また、本発明の製造方法は、高価な合金元素を多用することなく上記高張力熔融亜鉛系めっき鋼板を容易に製造できるので極めて経済性にも優れた方法である。

【図面の簡単な説明】

【図1】本発明の実施例に関する、X値が鋼の延性に与える影響を示したグラフである。

【図1】



フロントページの続き

(51)Int.Cl.<sup>7</sup>

C 2 3 C 2/06  
2/28  
2/40

識別記号

F I

C 2 3 C 2/06  
2/28  
2/40

ターマコード (参考)

F ターム (参考) 4K027 AA02 AA23 AB02 AB28 AB42  
AC12 AC73 AE11 AE12 AE18  
4K037 EA01 EA02 EA05 EA06 EA11  
EA15 EA16 EA19 EA27 EA31  
EA32 FJ05 FK02 FK03 GA05